2022 年 1 月 January 2021

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36636

# 断续时效对 7B52 叠层铝合金组织和 力学性能的影响



刘文辉<sup>1</sup>,肖明月<sup>1,2</sup>,宋宇峰<sup>1</sup>,刘 阳<sup>1</sup>,陈宇强<sup>1</sup>,黄 浩<sup>2</sup> (1. 湖南科技大学 材料科学与工程学院,湘潭 411201; 2. 江麓机电集团有限公司,湘潭 411100)

**摘 要**:通过硬度测试、拉伸测试、扫描电镜以及透射电镜研究了 T6I6 断续时效对 7B52 叠层 (7A62/7A01/7A52)铝合金微观组织和力学性能的影响。结果表明:大量细小 η'相均匀析出,使 7B52-T6I6 时效态下的屈服强度和抗拉强度比 T6 态下的分别提高了 22.5 MPa 和 20.5 MPa;由于较高的 Mg、Zn 含量,7A62 层铝合金在 T6I6 时效态下还发生了 η'相的二次析出,引起额外强化作用,致使 7A62 层的屈服强度和抗拉强度比 7A52 层铝合金分别高 155.0 MPa 和 120.2 MPa。7A62 层合金与 7A01 层合金具有较大的强度差异,使其界面结合强度弱;而 7A52/7A01 界面则具有较高的结合强度,界面周围发生明显塑性变形,断裂处界面呈不平整状。7B52 叠层铝合金的最佳断续时效工艺为一级时效(120 ℃、2 h)+二级时效(65 ℃, 20 d)+三级时效(120 ℃, 18 h)。

关键词:7B52叠层合金;断续时效;微观组织;力学性能;二次析出 文章编号:1004-0609(2022)-01-0121-10 中图分类号:TF11.31 文献标志码:A

**引文格式:** 刘文辉,肖明月,宋宇峰,等. 断续时效对 7B52 叠层铝合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色 金属学报,2022,32(1):121-130. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36636

LIU Wen-hui, XIAO Ming-yue, SONG Yu-feng. Effect of interrupted-aging on microstructure and mechanical properties of 7B52 laminated aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(1): 121–130. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36636

7B52叠层铝合金是在7A52均质铝合金的基础 上研究出来的金属复合材料<sup>[1]</sup>。作为一种装甲材料, 需要不断提升其抗弹性能,关键是提高其强度、韧 性。但是,一直以来,合金强度提高,往往会伴随 着韧性下降,导致损伤容限和防弹性能减弱,对装 甲车的车身造成一定程度的破坏乃至失效<sup>[2]</sup>。对此, 一些学者提出,通过热处理的方法来提高合金的综 合力学性能。例如,通过 T6 峰时效处理,合金具 有较高的强度,但是损失了韧性<sup>[3]</sup>。通过 T7 过时效 处理,使合金的韧性得到提高,但是合金的强度下 降较多<sup>[4]</sup>。通过回归再时效(RRA)可以在保证强度 不变的前提下,提高其韧性<sup>[5]</sup>,但由于回归再时效 时间较短,厚板受热不均匀(或者芯部受热时间较短),因此,不太适用于厚板。综上所述,T6、T7和RRA时效制度对7系合金性能的提高并不理想。

为了能使合金达到更加优异的力学性能(在不 损失其他性能的情况下),澳大利亚 CSIRO 公司开 发了一种新型的断续时效工艺 T6I6,并且广泛应用 于 Al-Zn-Mg-Cu 合金上<sup>[6-11]</sup>。这种三级时效处理工 艺,可在提高合金强度的同时,保证合金的韧性乃 至提高合金的韧性。李海等<sup>[7]</sup>研究了二次时效对 7055 铝合金力学性能的影响,发现短时预时效及长 期低温保存有利于改善合金强度和韧性。陈宇强 等<sup>[8]</sup>对 7050 铝合金进行断续时效处理,发现与 T6

基金项目:国家自然科学基金资助项目(U21A20130, 51875197);湖南省自然科学基金资助项目(2020JJ6027, 2019JJ60043) 收稿日期: 2020-10-23;修订日期: 2021-03-20 通信作者:刘文辉,教授,博士;电话: 0731-58290019; E-mail: lwh@hnust.edu.cn 峰时效相比,T616 时效处理不但提高7050 合金强度,韧性也有所增加。孙刚等<sup>[9]</sup>研究了断续时效对Al-Zn-Mg-Cu 合金性能的影响,发现了相比于T6峰时效,T616 强度和抗应力腐蚀性能都显著提高。杨新鹏等<sup>[10]</sup>研究了T616 时效对7050 铝合金力学性能的影响,发现与T6态相比,合金伸长率、撕裂强度和单位形核功均显著提高,且断口类型由沿晶脆性断裂和少量穿晶韧窝混合型断口转变为韧窝型穿晶断裂。韩念梅等<sup>[11]</sup>研究了断续时效对Al-Zn-Mg-Cu 合金强度和断裂韧性的影响,发现断续时效处理后合金晶内出现二次析出,这些细小析出相对基体产生了额外强化作用,使得断续时效态合金的强度比T6态高,而晶界析出相粗化且不连续分布,致使断续时效态合金断裂韧性比T6态高。

综上所述,断续时效对均质铝合金力学性能有 很大的改善,但是对于叠层装甲材料的强化机理以 及力学性能尚不明确。为此,本文作者以叠层装甲 材料 7B52 铝合金为研究对象,通过探索 T6 和 T6I6 不同时效处理对 7B52 叠层铝合金中 7A52 层和 7A62 层合金微观组织的作用机理,以提高 7B52 叠 层铝合金的力学性能。

# 1 实验

本实验中采用的材料为淬火态 7B52 叠层铝合 金,该合金主要由 7A52、7A01、7A62 轧制复合而 成的,所谓的 7A01 主要由 99.9%的纯铝组成,7A52 和 7A62 层主要合金元素含量和硬度如表 1、表 2 所示。所有实验样品均取自于 200 mm×100 mm×40 mm 的板材。用线切割截取试样进行 470 ℃、2 h 固溶处理,随后水淬至室温。将试样分 为 2 组,分别采用 T6 和 T6I6 两种热处理制度进行 不同时效处理。其中 T6 采用的时效温度是 120 ℃, T6I6 预时效制度为 120 ℃、2 h,二级时效制度为 65 ℃、20 d,随后在 120 ℃进行三级时效。 利用 200HV-5 型小负荷维氏硬度计对样品进 行硬度测试,在万能试验机对样品进行室温力学性 能测试,分别在同一块板材上取 7A52、7A62 以及 多层样品,取样示意图如图 1 所示。利用 4XC-MS 金相显微镜观察合金的显微组织。利用 FEI Sirion200 型扫描电镜观察合金的断口形貌,以及 Talos F200X 型透射电镜对合金的组织进行观察。

# 2 结果与讨论

### 2.1 力学性能分析

图 2 所示为 7A52-T6、7A52-T6I6 和 7A62-T6、 7A62-T6I6 合金硬化曲线。由图 2(a)可以看出,固 溶态 7A52 层硬度只有 90.2HV, 在 T6 时效态下随 着时效时间的延长硬度逐渐增加,直到24h达到峰 值硬度 157.5HV; 随后随着时效时间的延长硬度逐 渐降低,这是由于随着时效时间的延长,合金进入 过时效状态,析出相粗化导致硬度降低;在 T6I6 状态下,随着三级时效时间的延长,在短时间内 7A52 合金硬度稍有下降, 4h 后随着时效时间的增 长硬度也缓慢增大,18 h 时硬度达到最大值 174.6HV,随后硬度开始缓慢下降,保持在171HV~ 174HV;相比于7A52-T6峰时效态的硬度值,提高 了 17.1HV。由图 2(b)可以看出:在 T6 状态下,7A62 合金的硬度迅速增加,20h达到最大值 215.3HV, 随后合金硬度开始逐渐下降进入过时效态,在24h 时硬度达到 213.4HV; 在 T6I6 状态下, 随着三级时 效时间的增加,7A62 合金硬度稍有下降,8h 后合 金硬度开始缓慢上升,18h后合金硬度达到最大值 220.9HV, 18 h 后合金进入过时效阶段合金硬度开 始下降;相比于7A62-T6峰时效态的硬度,提高了 7.5HV。

根据硬度测试的结果可知,7A52 层合金和 7A62 层合金 T6 峰时效硬度达到峰值时间并不一 样,但是7A62 层合金峰值硬度与24h的硬度相差

#### 表1 7B52 叠层铝合金的成分

Table 1	Composition of	of 7B52 laminate	ed aluminum	alloy
---------	----------------	------------------	-------------	-------

Alloy –					Mass fra	action/%				
	Zn	Mg	Cu	Fe	Mn	Cr	Ti	Zr	Si	Al
7A62	7.34	3.6	0.36	0.20	0.48	0.18	0.04	0.06	—	Bal.
7A52	4.4	2.35	0.18	0.19	0.47	0.21	0.06	0.08	< 0.1	Bal.

#### 表2 淬火态 7B52 叠层铝合金的硬度

Table 2Hardness of quenching 7B52 laminated aluminumalloy

Alloy	Hardness, HV
Quenched 7A62 layer aluminum alloy	117
Quenched 7A52 layer aluminum alloy	88



图 1 7B52 铝合金板材及取样示意图 Fig. 1 Schematic diagram of 7B52 aluminum alloy plate and corresponding samples



**E 2** 7B32 由音金不同时效处理下的硬化曲线 **Fig. 2** Hardness curves of 7B52 alloy by different aging treatments: (a) 7A52 alloy; (b) 7A62 alloy

较小,所以实验选取 T6(峰时效)(120 ℃、24 h)+T6I6 (峰时效)((120 ℃、2 h)+(65 ℃、20 d)+(120 ℃、18 h)),将这两种时效态的 7B52 叠层铝合金以及 7B52 叠层铝合金中 7A52 层合金和 7A62 层合金分别进 行力学性能测试。

图 3 所示为经过 T6、T6I6 时效处理后 7A52 层 合金、7A62 层合金和 7B52 叠层铝合金的拉伸应 力-应变曲线图。由图 3 可知,不同时效处理后 7A52



**Fig. 3** Tensile stress-strain curves of T6 and T616 aging alloys: (a) 7A52; (b) 7A62; (c) 7B52

层合金、7A62 层合金和 7B52 叠层铝合金拉伸曲线 变化规律相同,曲线大概分为3个阶段:弹性变形 阶段、硬化阶段和颈缩阶段,当曲线在弹性变形阶 段,应力几乎随着应变呈线性增加,直至达到屈服, 当应力超过屈服点时,曲线进入塑性变形阶段,应 力值继续上升,发生明显的硬化现象,继续施加载 荷,试样断裂。7A52-T616 铝合金的强度和塑性均 高于 7A52-T6 铝合金(见图 3(a)),而经过 T616 断续 时效处理后,7A62 层合金在保持原有塑性的基础 上,大大提高了强度(见图 3(b)),7B52-T616 叠层铝 合金的强度和塑性均有所提高(见图 3(c))。

图 4 所示为经不同时效处理后 7A52 层、7A62 层以及 7B52 叠层铝合金的力学性能柱状图。从柱 状图可以看出,7A52 层铝合金:T6I6 比 T6 态的屈 服强度和抗拉强度分别提升了 20.8 MPa、27 MPa, 伸长率从 11.84%提高到 13.22%。7A62 层铝合金: T6I6 比 T6 态的屈服强度和抗拉强度分别提升了 39.2 MPa、33.5 MPa,伸长率变化不大。由于 T6I6 断续时效提升了 7A52 层铝合金和 7A62 层铝合金 强度,同时提升了 7A52 层铝合金的伸长率,7B52 叠层铝合金的性能总体得到提升,相比 T6 态,屈 服强度和抗拉强度分别提升了 22.5 MPa、20.5 MPa, 伸长率从 7.56%提高到 9.92%。PENG<sup>[12]</sup>等发现金属 叠层板的拉伸性能可以通过混合法则进行预测:

 $X = f_a X_a + f_b X_b + f_c X_c$ 

式中: f为横截面积比例; X为相应组成层的性能, 下标 a、b 和 c 代表不同的组成材料。如果组成材 料在拉伸方向上厚度是均匀的,那么横截面积比例 f 可以用其组成材料的厚度比代替。本文为了测试 多层材料的力学性能,按图 1 所示取样,拉伸材料 各层所占比例如表 3。根据图 4 的 7A52 铝合金以 及 7A62 铝合金单层的抗拉强度以及屈服强度通过 混合法则计算可得: 7B52-T6 的屈服强度、抗拉强 度分别为 416.6 MPa、456.5 MPa; 7B52-T616 抗拉 强度、屈服强度分别为 441.1 MPa、481 MPa,利用

#### 表3 多层铝合金各层所占比例

**Table 3**Proportion of each layer of multilayer aluminum alloy

公式计算的结果与真实测量结果基本一致。实际材 料中各层占比见表 3,通过混合法则计算可得:7B52 厚板 T6 态下的屈服强度、抗拉强度分别为 511.3 MPa、551.8 MPa; T6I6 态下的屈服强度、抗拉强 度分别为 544.3 MPa、582.6 MPa。合金力学性能不 同可能与不同时效状态下的析出相有关,下文将进 一步对合金 T6 和 T6I6 态下的显微组织变化进行分 析。



**图 4** 7A52 层、7A62 层以及 7B52 叠层铝合金的力学性 能柱状图

**Fig. 4** Histogram of mechanical properties of 7A52 layer, 7A62 layer and 7B52 laminated aluminum alloy

#### 2.2 显微组织分析

图 5 所示为不同时效处理下 7A52 层和 7A62 层合金晶内 TEM 明场像。图 5(a)和(b)所示分别为 7A52-T6、7A52-T6I6 晶内析出相形貌图,图 5(c) 和(d)所示分别为 7A62-T6、7A62-T6I6 晶内析出相 形貌图。通过 Image-ProPlus 软件<sup>[8]</sup>计算得出 7A52-T6 层合金晶内析出相大小约为 10 nm,根据 衍射斑点可知析出相是 η'相(见图 5(a))。T6I6 峰时 效状态下,η'相的尺寸约为 5 nm,且析出相密度较 T6 态下的大(见图 5(b))。对于 7A62 层而言,经 T6I6 时效处理后,合金析出相尺寸约为 3 nm,与 T6 态 相比,析出相更加细小而密集(见图 5(c)和(d))。从 图 5(d)中局部放大区域还可发现:部分 η'相周围产 生细小 η'相粒子的二次析出现象(见图 5(d)白色箭

Material	Proportion of 7A52 layer/%	Proportion of 7A01 layer/%	Proportion of 7A62 layer/%
Tensile sample	40.9	18.2	40.9
7B52 alloy	28.2	2.7	69.1



图 5 不同时效处理下合金晶内 TEM 明场像

Fig. 5 TEM bright field micrographs in grains for different aging alloys: (a) 7A52-T6; (b) 7A52-T616; (c) 7A62-T6; (d) 7A62-T616

头所指),这些二次析出相的尺寸小于1nm。

7xxx 系铝合金在时效过程中强化相的析出序 列为<sup>[13]</sup>: 过饱和固溶体(SSS)-GP(Guinier-Preston) 区-η'相-η相(MgZn<sub>2</sub>)。在时效过程中,GP 区在时效 早期阶段析出,随着时效时间的延长,GP 区转变 为η'相(同时 GP 区是η'相最有利的形核位点)。继续 时效,溶质原子完全脱溶,形成与铝基质非共格的 η相<sup>[14]</sup>。一般说来,铝合金的强度,主要取决于不 同时效处理合金析出相的性质、形貌及数目。在断 续时效过程中,120 ℃时效初期,η'相会在晶内快 速形核,经过 65 ℃长期低温时效后,基体中溶质 过饱和度增大,发生二次形核,生成更加细小、弥 散的析出相<sup>[8]</sup>。经过三级时效,η'相会迅速长大, 周围有新的析出相不断从基体中脱溶形成(见图 5(d))。这种现象称为二次析出<sup>[6,14-15]</sup>。形成 GP 区 或过渡相核心具有较低的界面能和弹性应变能,要 求低的形核位全<sup>[16]</sup>,二次析出主要析出亚稳态 η' 相,亚稳态 η'相的主要成分是 MgZn<sub>2</sub>,而形成高密 度、细小的亚稳态 η'相需要消耗更多的 Mg、Zn 元 素<sup>[14]</sup>, Mg、Zn 元素都用于形成亚稳态 η'相,抑制 了一次析出相的长大<sup>[17]</sup>,从而使晶内析出了高密 度、细小的 η'相,促使合金力学性能提高。由于 7B52 叠层铝合金在经过 T6I6 断续时效处理,η'相经历了 两次形核,相比于简单的 T6 峰时效,T6I6 断续时 效下形成的 η'相更加细小且密度更大,致使强度提 高。由于较高的 Mg、Zn 含量比,7A62 层铝合金 在 T6I6 峰时效态下还发生了 η'相的二次析出,引起 额外强化作用,导致 7A62 层的屈服强度、抗拉强 度比 7A52 层铝合金大。

图 6 所示为不同时效处理下 7A52 层和 7A62 层合金晶界 TEM 明场像。其中,图 6(a)、(b)所示 分别为 7A52-T6、7A52-T616 晶界析出相形貌图。

从图 6(a)可以看出,在 T6 状态下 7A52 层合金晶界 处存在较小的链状析出相,基本呈连续分布;而 T616 状态下 7A52 层合金, η 相<sup>[18]</sup>在晶界处不连续 分布(见图 6(b))。图 6(c)、(d)所示为 7A62-T6、 7A62-T616 晶界析出相形貌图。从图 6(c)可以看出 在 T6 峰时效状态下,7A62 层合金在晶界处的 η 相 呈连续分布;而 T616 状态下 7A62 层合金, η 相在 晶界处呈半连续分布(见图 6(d))。

在时效过程中,由于晶界上存在各种缺陷,且 晶界原子所处的能量高,易在晶界上形成新的相界 面,因此,析出相在晶界处优先成核;随着时效处 理的进行,晶界上出现严重过时效状态,所以晶界 处主要析出平衡η相<sup>[11]</sup>。低温时效时,合金基体过 饱和度增大,形核密度提高,晶内析出相变得细小 弥散,同时溶质原子向晶界以及亚晶界扩散大幅度 减少,合金的强度、塑性得到提高<sup>[8, 11]</sup>。所以,经 过 T6I6 时效处理后,7A52 层合金强度、伸长率均 比 T6 态高。经过 T616 时效处理后,7A62 层合金 强度比 T6 态高,但是伸长率基本相同,由于经过 T616 时效处理,晶内析出大量细小的 η'相,合金晶 内强度提高,导致晶内晶界强度差相较 T6 态大, 晶内晶界强度差异越大,伸长率越小<sup>[2]</sup>;T6 时效处 理后,晶界析出相呈连续分布,而经过 T616 时效 处理后,晶界析出相呈半连续分布,因此,T616 时 效状态下析出相的面积分数小,伸长率越大<sup>[11]</sup>。由 于强度的削弱作用和析出相的促进作用相互抵消, 所以经过 T6、T616 时效处理后,7A62 层合金伸长 率基本相同。对于 7A62 层合金,合金的强度和晶 界析出相的面积分数两个因素共同决定了其伸长 率。

图 7 所示为不同时效态 7B52 叠层铝合金拉伸断口的 SEM 像。图 7(a)所示为 T6 峰时效态的 7B52 叠层铝合金宏观断口形貌,图 7(b)所示为 T6I6 峰时 效态的 7B52 叠层铝合金宏观断口形貌图。LI 等<sup>[19]</sup>



图 6 不同时效处理合金晶界 TEM 明场像

**Fig. 6** TEM bright field micrographs of grain boundaries of alloys by different aging treatments: (a) 7A52-T6; (b) 7A52-T616; (c) 7A62-T6; (d) 7A62-T616



图 7 不同时效态 7B52 叠层铝合金拉伸断口的 SEM 像

**Fig. 7** SEM images of tensile fracture surfaces of 7B52 laminated aluminum alloy by different aging treatments: (a) 7B52-T6; (b) 7B52-T6I6; (c) 7A52-T6; (d) 7A52-T6I6; (e) 7A62-T6; (g) 7A62-T6; (f) 7A62-T6I6; (h) 7A62-T6I6

和 LIU 等<sup>[20]</sup>的研究结果表明:界面空洞长大速度大 于均匀材料空洞长大速度;同时,界面两侧材料强 度差越大,空洞的长大速度越快。由于中间层材料 7A01 为纯铝,强度要比其他两层低得多,而 7A62 层强度最高,强度差异大使得 7A62/7A01 界面容易 断裂。另一方面,在7B52叠层铝合金复合过程中, 强度差异大可能使界面结合强度较小。因此,裂纹 易沿7A62/7A01界面扩展,从图7(a)和(b)可以看出, 7A62/7A01 界面清晰,断面平直。相对而言, 7A01/7A52 界面具有较高的结合强度,同时界面材 料之间的不均匀变形相对较小,其断裂位置不规 则、断面不平整。从图 7(a)和(b)可以看出,在 7A01/7A52 界面周围存在微空洞;裂纹经界面拐向 7A01 层, 撕裂部分 7A01 层后断裂, 在界面附近留 下的凹坑(见图 7(a)和(b))。因此, 7A01/7A52 界面 断裂塑性变形明显。对其断口进行放大观察,如图 7(c)~(h)所示。7A52 层铝合金 T6 和 T6I6 峰时效态 合金断口主要由韧窝型穿晶断裂组成。T6态韧窝大 小相当,深浅也相当(见图 7(c)),而 T6I6 态韧窝更 大且深(见图 7(d))。所以, T6I6 时效态的伸长率更 大。7A62 层铝合金 T6 态和 T6I6 态断口主要为沿 晶断裂比较明显(形成沿晶断裂的主要原因是晶内 晶界强度差异大),也存在部分穿晶断裂。从图7(e) 和(f)中可以看出:断口处可看出有很多沿晶裂纹。 对韧窝部分进行局部放大图如图 7(g)和 7(h)所示, T6I6态与T6态韧窝分布均匀且上面都有少量孔洞。 孔洞是在粗大第二相和基体界面处形核长大,脆性 的第二相内部裂纹扩展至表面,导致第二相断裂(见 图 7(g)和 7(h)圆形框),同时裂纹沿着晶间结合强度 较弱的再结晶晶界扩展<sup>[21-22]</sup>(见图 7(e)和 7(f)中方形 实线框位置)。从断口形貌上来看 7A62-T6 和 7A62-T6I6 并没有很大的差异,所以,伸长率变化 规律基本相同。

## 3 结论

1)随着第三级时效时间的延长,7B52叠层合金的硬度先增大后减小,当时效时间达到18h时,7A52 层和 7A62 层合金均达到峰值硬度,分别为174.6HV和220.9HV。最佳断续时效工艺为预时效(120℃、2h)+二级时效(65℃、20d)+三级时效(120℃、18h)。

2) 在 T6I6 三级时效过程中,7A52 铝合金晶内 仅析出大量细小的 η'相;而由于 Mg、Zn 含量比较 高,7A62 铝合金晶内还发生了二次析出,这些细 小的析出相对基体产生了额外的强化作用;从而使 7A62-T6I6 层铝合金的屈服强度、抗拉强度比 7A52-T6I6 层铝合金分别高 155 MPa、120.2 MPa。 在 T6I6 三级时效过程中,7A52 层合金晶界析出相 呈不连续分布;而 7A62 层合金晶界析出相呈半连 续分布,这不利于晶粒间协调变形,从而使其伸长 率比 7A52-T6I6 层低。

3) 通过混合法则预测出 40 mm 厚的 7B52 板材的屈服强度和抗拉强度: T6 态下分别为 511.3 MPa、551.8 MPa, T6I6 态下分别为 544.3 MPa、582.6 MPa。

4) 7A62 层合金与 7A01 层合金强度差异大, 界 面结合强度较小, 使得 7A62/7A01 界面容易断裂, 且界面清晰, 断面平直, 相对而言, 7A52/7A01 具 有较高的结合强度, 同时, 界面材料之间的不均匀 变形相对较小, 界面周围发生明显塑性变形、断面 不平整。

#### REFERENCES

[1] 陈昱杉. 叠层复合装甲铝合金 7B52 搅拌摩擦焊接研究[D].
 南京:南京理工大学, 2018.
 CHEN Yu-shan. Study on friction stir welding of 7B52

aluminum laminated composite[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2018.

- [2] LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, et al. Investigation on strength, toughness and microstructure of an Al-Zn-Mg-Cu alloy pre-stretched thick plates in various ageing tempers[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209: 2021–2027.
- [3] HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, et al. Effects of pre-stretching and ageing on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(10): 3714–3721.
- [4] LI Yao, LIU Zhi-yi, BAI Song, et al. Enhanced mechanical properties in an Al-Cu-Mg-Ag alloy by duplex aging[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(28): 8060–8064.
- [5] MARLAUD T, DESCHAMPS A, BLEY F, et al. Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-ageing heat treatment of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta

129

Materialia A, 2010, 58(14): 4814–4826.

- [6] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MPRTON A J. Interrupted aging and secondary precipitation in aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(11): 1483–1490.
- [7] 李 海,郑子樵,王芝秀. 7055 铝合金二次时效特征研究—
  (I)力学性能[J].稀有金属材料与工程,2005(7):
  1029-1032.
  LI Hai, ZHENG Zi-qiao, WANG Zhi-xiu. Investigation of

secondary ageing characteristics of 7055 aluminum alloy— (I) Mechanical properties[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005(7): 1029–1032.

[8] 陈宇强, 宋文炜, 潘素平, 等. T614 和 T616 时效处理对 7050 铝合金疲劳性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学 版), 2016, 47(10): 3332-3340.

CHEN Yu-qiang, SONG Wen-wei, PAN Su-ping, et al. Influence of T6I4 and T6I6 aging treatments on fatigue properties of 7050 Al alloy[J]. Journal of Central South University(Science and Technology), 2016, 47(10): 3332–3340.

 [9] 孙 刚, 王少华, 马志峰, 等. 新型 Al-Zn-Mg-Cu 合金型 材二次时效处理后的组织与性能[J]. 金属热处理, 2012, 37(9): 51-55.

SUN Gang, WANG Shao-hua, MA Zhi-feng, et al. Microstructure and mechanical properties of a new type Al-Zn-Mg-Cu alloy profile after secondary aging treatment[J]. Heat Treatment of Metals, 2012, 37(9): 51–55.

- [10] 杨新鹏,李 海,潘道召,等. T6I6 时效对 7050 铝合金性 能的影响[J]. 材料热处理技术, 2009, 38(10): 158-161.
  YANG Xin-peng, LI Hai, PAN Dao-zhao, et al. Effects of T6I6 aging on properties of 7050 aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(10): 158-161.
- [11] 韩念梅,张新明,刘胜胆,等.断续时效对 7050 铝合金强 度和断裂韧性的影响[J].中南大学学报(自然科学版), 2012,43(9): 3363-3371.
  HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, et al. Effects of interrupt aging on strength and fracture toughness of 7050 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2012, 43(9):
- [12] PENG Jiang-tao, LIU Zhi-yi, XIA Peng, et al. On the interface and mechanical property of Ti/Al-6%Cu-0.5%Mg-0.4%Ag bimetal composite produced by cold-roll bonding and subsequent annealing treatment[J]. Materials Letters,

3363-3371.

2012, 74(5): 89-92.

- [13] LIU Y, JIANG D M, LI W J. The effect of multistage ageing on microstructure and mechanical properties of 7050 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 671: 408–418.
- [14] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 492(1): 1–10.
- [15] MARCEAU R K W, SHA G, LUMLEY R N, et al. Evolution of solute clustering in Al-Cu-Mg alloys during secondary ageing[J]. Acta Materialia, 2010, 58(5): 1795–1805.
- [16] 郑子樵. 材料科学基础[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2013: 419-422.
  ZHENG Zi-qiao. Fundamentals of materials science[M]. Changsha: Central South University Press, 2013: 419-422.
- [17] SONG Y F, DING X F, XIAO L R, et al. Effects of two-stage aging on the dimensional stability of Al-Cu-Mg alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 701(1): 508–514.
- [18] 邓运来,万 里,李 鑫,等. 7055铝合金晶界η相回归阶段的粗化动力学[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 888-893.

DENG Yun-lai, WAN Li, LI Xin, et al. Coarsening kinetics of grain boundary precipitates in 7055 aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 888–893.

- [19] LI Zhen-huan, GUO Wan-lin. The influence of plasticity mismatch on the growth and coalescence of spheroidal violds on the bimaterial interface[J]. International Journal of Plasticity, 2000, 18: 249–279.
- [20] LIU Wen-hui, HUANG Hao, TANG Jian-guo. FEM simulation of void coalescence in FCC crystals[J]. Computational Materials Science, 2010, 50: 411–418.
- [21] PEDERSEN K O, BORVIK T, HOPPERSTAD O S. Fracture mechanisms of aluminium alloy AA7075-T651 under various loading conditions[J]. Materials and Design, 2011, 32(1): 97–107.
- [22] 祝国川,熊柏青,佟有志,等.固溶处理对7B52铝合金板 材力学性能和断裂行为的影响[J].中国有色金属学报, 2017,27(5):877-884.

ZHU Guo-chuan, XIONG Bai-qing, TONG You-zhi, et al. The effect of solution treatment on mechanical properties and fracture behavior of 7B52 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(5): 877–884.

# Effect of interrupted-aging on microstructure and mechanical properties of 7B52 laminated aluminum alloy

LIU Wen-hui<sup>1</sup>, XIAO Ming-yue<sup>1, 2</sup>, SONG Yu-feng<sup>1</sup>, LIU Yang<sup>1</sup>, CHEN Yu-qiang<sup>1</sup>, HUANG Hao<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering,

Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China;

2. Jiang Lu Electromechanical Group Co., Ltd., Xiangtan 411100, China)

**Abstract:** The microstructure and mechanical properties of 7B52 (7A62/7A01/7A52) laminated aluminum alloy after T6I6 interrupted-aging were investigated by hardness test, tensile test, SEM and TEM. The results show that large amount of fine  $\eta'$  precipitate in 7B52 after T6I6 peak-aging, and the yield and tensile strength increase by 22.5 and 20.5 MPa in comparison with those of alloy by T6 aging, respectively. Due to the high content of Mg and Zn, the secondary precipitation of  $\eta'$  occurs in 7A62. This leads to extra reinforcement, and the yield and tensile strength of 7A62 are 155.0 and 120.2 MPa, Which are higher than those of 7A52. The remarkable difference of tensile strength between 7A62 and 7A01 results in weak interface bonding between them. By contrast, the bonding strength of 7A52/7A01 is relatively high, significant plastic deformation is observed near interface, and fracture section is irregular after tensile test. The best interrupted-aging process is pre-aging (120 °C, 2 h)+two-stage aging (65 °C, 20 d)+three-stage aging (120 °C, 18 h).

Key words: 7B52 laminated aluminum alloy; interrupted aging; microstructure; mechanical property; secondary precipitation

Foundation item: Projects(U21A20130, 51875197) supported by the National Natural Science Foundation of China; Projects(2020JJ6027, 2019JJ60043) supported by the Natural Science Foundation of Hunan Province, China

Received date: 2020-10-23; Accepted date: 2021-03-20

Corresponding author: LIU Wei-hui; Tel: +86-731-58290019; E-mail: lwh@hnust.edu.cn

(编辑 龙怀中)